

УДК 621.791.92.042

DOI: 10.15587/1729-4061.2018.124129

## МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В Fe–C–Cr–Ni–Si НАПЛАВЛЮВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛАХ

**Б. В. Єфременко**

Аспірант

Кафедра теорії металургійних процесів і ливарного виробництва\*

E-mail: bodyaefr@gmail.com

**О. Г. Білик**

Кандидат технічних наук, доцент

Кафедра металургії і технології зварювального виробництва\*

E-mail: alexbelick@yandex.ua

**Ю. Г. Чабак**

Кандидат технічних наук, старший викладач

Кафедра фізики\*

E-mail: julia.chabak25@gmail.com

**Х. Халфа**

Кандидат технічних наук, доцент

Кафедра технології сталі

Центральний інститут металургійних досліджень та розробок

вул. Елфелезат, 1, Елтеббін, Хелван, Каїр 12422, Єгипет

E-mail: hossamhalfa@gmail.com

\*Приазовський державний технічний університет

вул. Університетська, 7, м. Маріуполь, Україна, 87555

*Термодинамічним моделюванням із використанням комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software» проаналізовано характер формування рівноважного фазового стану при кристалізації наплавлювальних матеріалів У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ. Із побудовою діаграм стану встановлено послідовність перетворень, визначено фазовий склад та об'ємну долю фаз в сплавах в залежності від температури*

*Ключові слова: наплавлювальні матеріали, термодинамічне моделювання, рівноважна кристалізація, карбіди хрому, карбідна евтектика, аустеніт*

*Термодинамическим моделированием с использованием компьютерной программы «Thermo-Calc Software» проанализирован характер формирования равновесного фазового состояния при кристаллизации наплавочных материалов У30Х25Н3С3 и 500Х40Н40С2РЦ. С построением диаграмм состояния установлена последовательность превращений, определены фазовый состав и объемные доли фаз в сплавах в зависимости от температуры*

*Ключевые слова: наплавочные материалы, термодинамическое моделирование, равновесная кристаллизация, карбиды хрома, карбидная эвтектика, аустенит.*

## 1. Вступ

Нанесення захисних покриттів за допомогою електродугового наплавлення – одна з найбільш вживаних технологій відновлення і поверхневого зміцнення деталей машин та різноманітного устаткування в гірничо-металургійній, машинобудівній, енергетичній та інших галузях виробництва. Серед великої різноманітності матеріалів, які використовують з цією метою, широко застосування знаходять високовуглецеві композиції на Fe–C–Cr–Ni–Si основі. До таких матеріалів відносяться порошкові стрічки ПЛ АН–101 і ПЛ АН–111 [1]. При наплавленні цими стрічками отримують наплавлений метал, який позначають як У30Х25Н3С3 («Сормайт–1») та 500Х40Н40С2РЦ, відповідно [2]. ПЛ АН–101 і ПЛ АН–111 використовують для наплавлення деталей аглодоменного устаткування: контактних поясів конусів та чаш, контактних поверхонь тарелей і клапанів засипних апаратів, бункерів, конвеєрів агломашин тощо. Такі деталі працюють в умовах інтенсивного зношування при підвищених температурах [3].

З урахуванням значних економічних втрат від простоїв цього обладнання, пов'язаних із заміною зношених деталей, до якості наплавлювальних матеріалів висуваються підвищені вимоги.

## 2. Аналіз літературних даних та постановка проблеми

За типом структури сплави У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ належать до групи високохромистих білих чавунів, відомих своїми високими трибологічними властивостями [4]. Ці властивості пов'язані із присутністю в мікроструктурі карбідів, боридів, карбо-боридів, розподілених в металевій матриці, яка може складатися із аустеніту, фериту, перліту, мартенситу у різних комбінаціях та пропорціях [5]. В роботі [6] показано, що найбільш високий рівень зносостійкості чавунів досягають при наявності матриці зі структурою метастабільного аустеніту. Для підвищення зносостійкості чавуни додаткового легують сильними карбідоутворюючими елементами, такими як Ti, V, Nb, Mo [7], а також підвищують швидкість кристалізації [8]. Покращення властивостей чавунних виробів досягають застосуванням термічної обробки, що включає в собі як способи об'ємного загартування, так і технології поверхневого модифікування джерелами концентрованої енергії [9].

Головна роль в високохромистих наплавочних композиціях відводиться хрому, що забезпечує як високу зносостійкість, так і необхідний рівень стійкості до електрохімічної та високотемпературної корозії [10]. Автори роботи [11] відзначають високий рівень зносостійкості високохромистих сплавів при випробуваннях у рідких корозійно-активних середовищах, зокрема у водних розчинах сірчаної кислоти. В статті [12] показано, що чавун із 15 % Cr має підвищений опір високотемпературній корозії при температурах до 1000 °C включно.

Поведінка наплавлених покриттів в реальних умовах виробництва визначається мікроструктурою та хімічним складом фазових компонентів, тобто факторами, які необхідно враховувати при виборі наплавочних матеріалів для конкретних умов експлуатації. За даними роботи [13] хімічний склад металу, отриманого наплавленням із використанням порошкових стрічок ПЛ АН–101 і

ПЛ АН-111, забезпечує формування структури, стійкої до абразивного, газоабразивного, ерозійного зношування при нормальній та підвищених температурах. Це пояснюється високою корозійною і жаростійкістю металевої матриці у поєднанні із зміцнювальними карбідними фазами. Оскільки трибологічні властивості наплавленого металу визначаються перш за все його мікробудовою, то прогнозування мікроструктурного стану в наплавках набуває важливого значення [14]. На цьому також наголошують автори статті [15], які вивчили зв'язок «зносостійкість–твердість–мікроструктура» по відношенню до Fe-Cr-C та Fe-Cr-C-B наплавочних матеріалів.

Відомі роботи, присвячені порошковим стрічкам ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 [1–3, 13], в основному зосереджені на технологічних особливостях наплавлення та рівні зварювальної якості отриманих наплавок. На відміну від цього, характер структуроутворення в покриттях, отриманих із використанням порошкових стрічок ПЛ АН-101 та ПЛ АН-111, залишається недостатньо вивченими, а тому потребує більш детального дослідження. Таке дослідження може проводитися з використанням термодинамічного моделювання [16]. Зазвичай результати моделювання відображають термодинамічно стабільний стан системи, який формується при кристалізації сплаву в рівноважних умовах, тобто за дуже низької швидкості охолодження. Реальні умови структуроутворення у покритті при нанесенні (наплавленні, напиленні тощо) характеризуються нерівноважністю процесів, що може призводити до наслідків, відмінних від результатів моделювання. Втім, воно дає інформацію відносно характеру перетворень та структурних змін, які є принципово можливими для сплаву заданого хімічного складу. Це дозволяє оцінити вплив технологічних параметрів процесу нанесення на кінцеву мікроструктуру покриття, що є важливим з огляду на можливість управління якістю металу через оптимізацію технології.

### **3. Ціль та задачі дослідження**

Ціль роботи – аналіз особливостей формування мікроструктури і фазового стану при кристалізації сплавів U30X25H3C3 та 500X40H40C2PЦ. Це дасть можливість прогнозувати поведінку сплавів в конкретних умовах зношування та обрати доцільні варіанти їх застосування на практиці.

Для досягнення поставленої мети вирішували наступні задачі:

- визначити характер фазових перетворень та динаміку зміни об'ємної долі фаз при кристалізації сплавів в рівноважних умовах;
- встановити термодинамічні характеристики та рівноважний хімічний склад фазових складових.

### **4. Матеріали та методика термодинамічного моделювання кристалізації сплавів**

Матеріалом дослідження обрано сплави системи легування Fe-C-Cr-Ni-Si-Mn, хімічний склад яких представлено в табл. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад сплавів У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ

Стрічка (сплав)	Вміст, ваг. %:							
	С	Cr	Ni	Si	Mn	В	Zr	Fe
ПЛ АН–101 (У30Х25Н3С3)	3,0	25,0	3,0	3,0	2,0	-	-	зал.
ПЛ АН–111 (500Х40Н40С2РЦ)	5,0	40,0	40,0	2,0	1,0	0,1	0,5	зал.

Характер структуроутворення при кристалізації вивчали за допомогою термодинамічного моделювання із використанням комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software», в основу якої покладено метод розрахунку рівноважних фазових діаграм CALPHAD [17]. Це програмне забезпечення дозволяє будувати та аналізувати діаграми стану багатокомпонентних сплавів та визначати термодинамічні характеристики фазових складових структури.

Розрахунки термодинамічних характеристик компонентів та фазового хімічного складу в програмі «Thermo-Calc Software» проводились за таких вихідних параметрів: температура – 1000 К, тиск – атмосферний ( $10^5$  Па), ступінь свободи – 0, вміст хімічних елементів у вагових відсотках – у відповідності до табл.1. Атмосферний тиск обрано відносно нормальних умов кристалізації сплавів, температура 1000 К (727 °С) відповідає завершенню всіх перетворень та формуванню кінцевого фазового стану в сплавах.

## 5. Результати досліджень структуроутворення в сплавах

### 5.1. Сплав У30Х25Н3С3

На рис. 1 представлено діаграму стану системи Fe – 25 % Cr — 3 % Ni – 3 % Si – 2 % Mn – С, до якої відноситься сплав У30Х25Н3С3 («Сормайт-1»). Положення цього сплаву на діаграмі позначено пунктирною лінією. Як випливає із рисунку, сплав У30Х25Н3С3 відноситься до заевтектичних сплавів. Його кристалізація починається при температурі нижче 1355 °С (температура ліквідус) із утворення первинних карбідів  $M_7C_3$  із гексагональною ґраткою просторової групи *Pnma*. В інтервалі температур 1255–1236 °С відбувається евтектична реакція «L  $\square$  Аустеніт (FCC\_A1)+ $M_7C_3$ ». При температурах в діапазоні 1236–830 °С сплав перебуває у двухфазному стані, складаючись із аустеніту та карбідів  $M_7C_3$  (первинних та евтектичних). При температурі нижче 830 °С сплав знаходиться у трьохфазному стані, тобто складається із аустеніту, фериту (BCC\_A2) та карбідів  $M_7C_3$ .

Зміна фазового складу в сплаві У30Х25Н3С3 при кристалізації ілюструється рис. 2. На момент початку евтектичного перетворення сплав складається із 80 мол. % рідини і 20 мол. % первинних карбідів  $M_7C_3$ , а після його завершення – із 64 мол. % аустеніту і 36 мол. % карбідів  $M_7C_3$  (первинних та евтектичних). В інтервалі 1236–830 °С молярна доля карбідів поступово зростає до 39 мол. % із відповідним зниженням долі аустеніту. Починаючи із 830 °С, в структурі з'являється ферит; в інтервалі 830-600 °С відбувається поступове збі-

льшення долі фериту із зниженням долі аустеніту. При 600 °C сплав У30Х25Н3С3 складається із 54 мол. % фериту, 41 мол. %  $M_7C_3$  та 5 мол. % аустеніту.

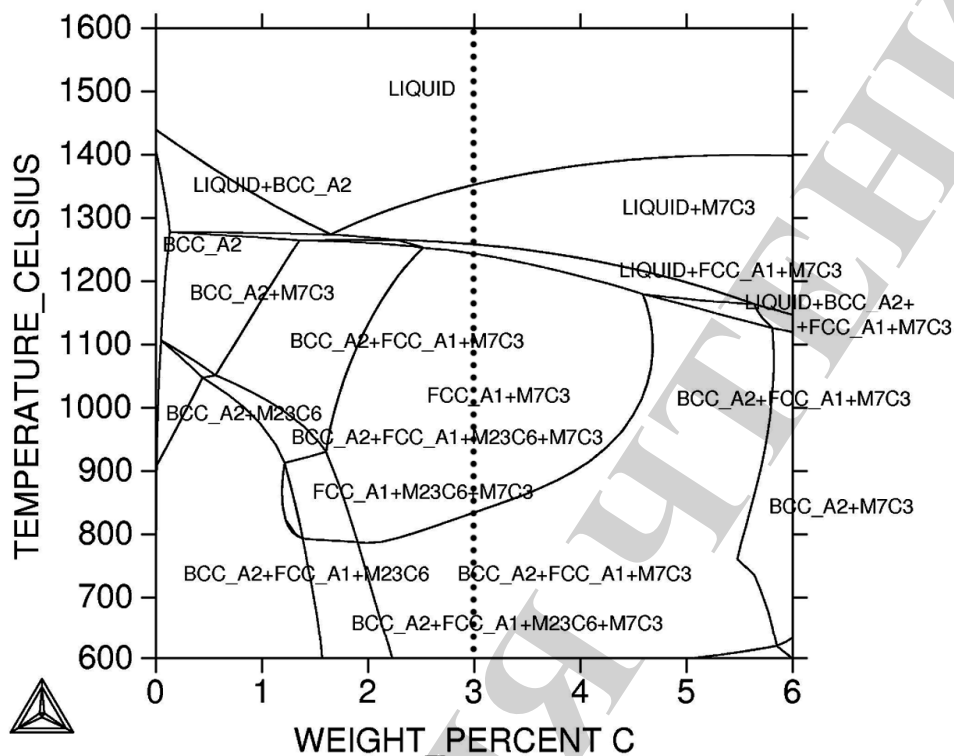


Рис. 1. Діаграма стану системи Fe – 25 % Cr – 3 % Ni – 3 % Si – 2% Mn– C

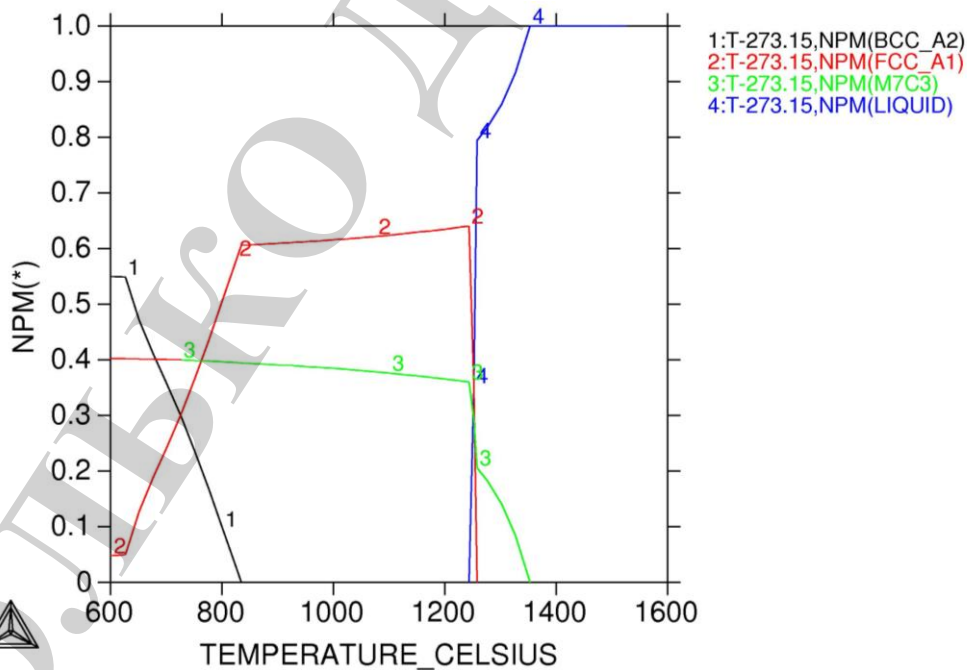


Рис. 2. Зміна фазового складу (в молярних долях) сплаву У30Х25Н3С3 в залежності від температури

Термодинамічні характеристики компонентів і фазовий хімічний склад, розраховані для 1000 К (727 °С) та тиску  $10^5$  Па, наведені в табл. 2 і 3. За цих умов для сплаву У30Х25Н3С3 отримано такі дані: молярна маса – 48,29 г/моль; ентальпія ( $\Delta H_{1000}^0$ ) –  $1,40 \cdot 10^4$  Дж/моль; енергія Гіббса ( $\Delta G_{1000}^0$ ) –  $(-5,18 \cdot 10^4)$  Дж/моль. Судячи із даних табл. 3, для сплаву характерний значний міжфазний перерозподіл хімічних елементів. При 1000 К основна маса аустенітостабілізуючих елементів (марганцю і нікелю) сконцентрована в аустеніті, в той час як феритоутворюючий кремній сконцентрований переважно в фериті. Концентрація хрому приблизно однакова в обох матричних фазах, при цьому більша його частина (70 мас. %) знаходиться в карбідах. Карбід  $M_7C_3$  вміщує хром, залізо, марганець та нікель. Аустеніт має низький вміст вуглецю, що пов'язано із твердофазною реакцією виділення із нього карбідів  $M_7C_3$  при температурах нижче інтервалу евтектичного перетворення.

Таблиця 2

Термодинамічні характеристики компонентів у сплаві У30Х25Н3С3 (при 1000 К та  $10^5$  Па)

Компоненти	Молярна доля	Активність	Потенціал, Дж/моль
C	0,121	$2,80 \cdot 10^{-2}$	$-2,97 \cdot 10^4$
Cr	0,232	$1,12 \cdot 10^{-3}$	$-5,65 \cdot 10^4$
Fe	0,553	$4,39 \cdot 10^{-3}$	$-4,51 \cdot 10^4$
Mn	0,018	$2,18 \cdot 10^{-5}$	$-8,92 \cdot 10^4$
Ni	0,025	$5,11 \cdot 10^{-4}$	$-6,30 \cdot 10^4$
Si	0,052	$8,29 \cdot 10^{-8}$	$-1,35 \cdot 10^5$

Таблиця 3

Рівноважний фазовий хімічний склад сплаву У30Х25Н3С3 (при 1000 К та  $10^5$  Па)

Фаза	Вміст елементів, мас. %:					
	C	Cr	Mn	Ni	Si	Fe
BCC_A2#1 (ферит)	0,001	1,88	1,16	1,92	5,22	89,82
FCC_A1#1 (аустеніт)	0,06	2,42	3,28	6,76	3,83	83,65
M7C3#1 (карбід $M_7C_3$ )	8,88	70,18	1,54	0,28	0,00	19,12

Згідно із результатами термодинамічного моделювання, рівноважна структура сплаву У30Х25Н3С3 складається із первинних карбідів  $M_7C_3$  та карбідної евтектики «Матриця +  $M_7C_3$ », де матриця являє собою суміш фериту та аустеніту.

## 5. 2. Сплав 500X40H40C2PЦ

Діаграма стану системи Fe–40 % Cr–40 % Ni–2 % Si–1 % Mn–C представлена на рис. 3, а фазовий склад сплаву 500X40H40C2PЦ в залежності від температури – на рис. 4.

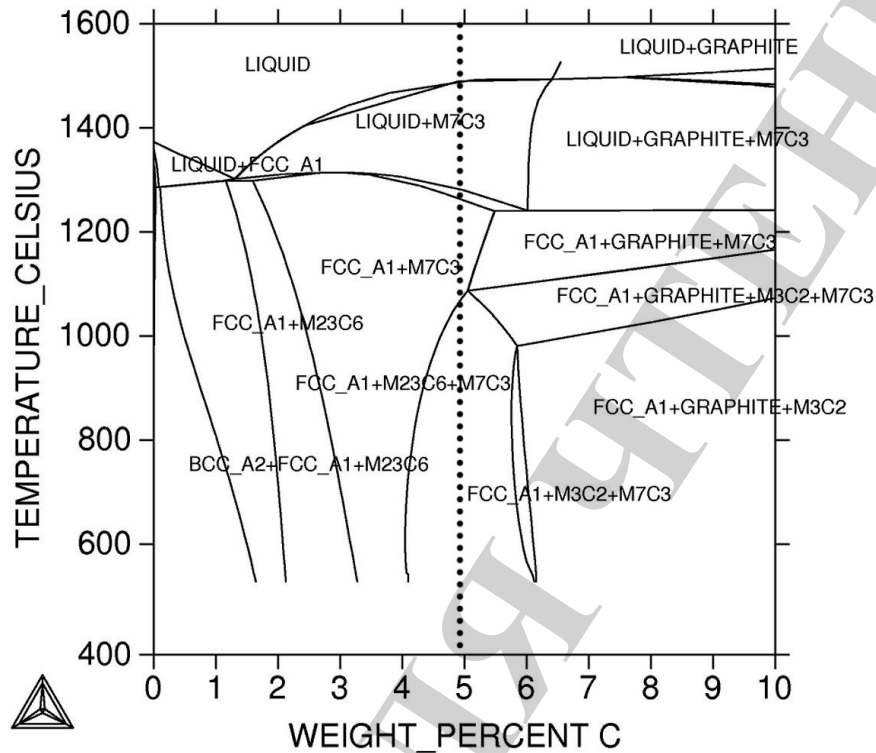


Рис. 3. Діаграма стану системи Fe – 40 % Cr – 40 % Ni – 2 % Si – 1 % Mn – C

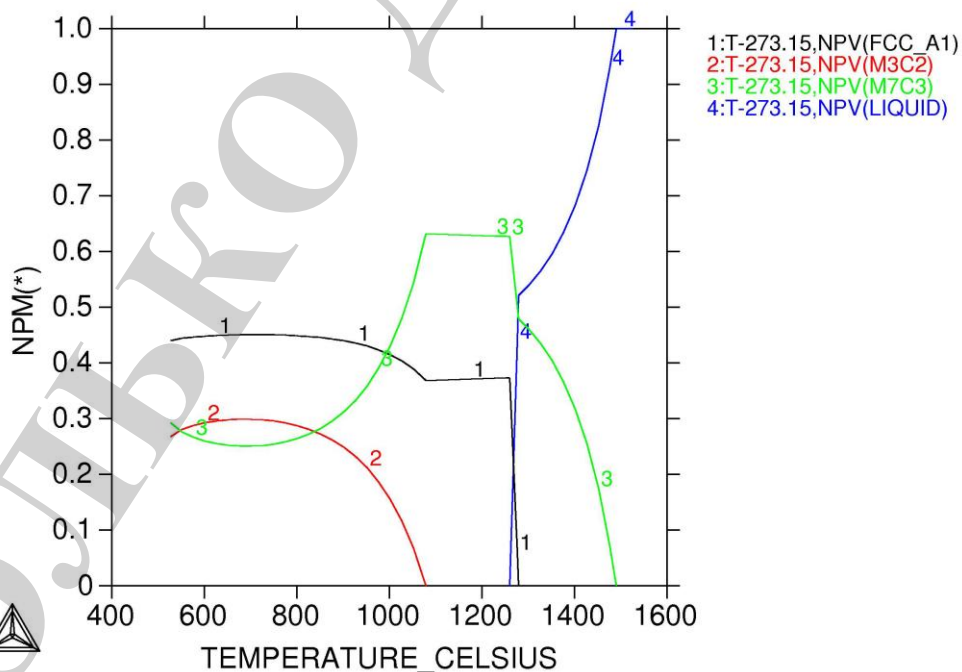


Рис. 4. Зміна фазового складу (в молярних долях) сплаву 500X40H40C2PЦ в залежності від температури

Діаграма (рис. 3) побудована без урахування цирконію у зв'язку із відсутністю цього елементу в комп'ютерній базі даних TCFE7, яку було використано при моделюванні. Оскільки цирконій є сильним карбідоутворюючим елементом, він майже повністю зв'язується з вуглецем в кубічний карбід  $ZrC_x$ , який кристалізується безпосередньо із рідини при високих температурах до утворення карбідів хрому [18]. В молекулі карбіду  $ZrC_x$  співвідношення атомів цирконію та вуглецю становить 7,6:1. З урахуванням цього співвідношення при введенні в сплав 0,5 % цирконію він зв'яже 0,06 % вуглецю. Тоді кристалізація сплаву 500X40N40C2РЦ фактично буде йти у відповідності до вмісту вуглецю в рідині, рівному 4,94 % (положення цього сплаву позначено пунктирною лінією на рис. 3). Таким чином, отриману діаграму можна використовувати для прогнозування структури в сплаві 500X40N40C2РЦ.

Як і U30X25N3C3, сплав 500X40N40C2РЦ відноситься до заевтектичних сплавів. Його кристалізація починається при 1485 °С виділенням із рідини первинних карбідів  $M_7C_3$  (максимально виділяється 48 мол.%  $M_7C_3$ ). Залишок рідини кристалізується за евтектичною реакцією «L  $\square$  Аустеніт (FCC\_A1)+ $M_7C_3$ » в температурному інтервалі 1285–1263 °С; по завершенні реакції сплав складається із 62,5 мол.% карбідів  $M_7C_3$  і 37,5 мол.% аустеніту.

При температурах нижче 1081 °С в сплаві з'являється карбід  $M_3C_2$  із ромбічною ґраткою просторової групи  $R\bar{3}m$ . В сплаві відбуваються карбідні перетворення: спочатку в інтервалі 1081–690 °С протікає реакція « $M_7C_3 \square$  Аустеніт +  $M_3C_2$ ». Внаслідок цього кількість карбіду  $M_7C_3$  зменшується до 25 мол.%, а кількість аустеніту і ромбічного карбіду  $M_3C_2$  зростає до 45 мол.% і 30 мол.% відповідно. Потім в інтервалі температур 690–500 °С має місце зворотне перетворення «Аустеніт +  $M_3C_2 \square M_7C_3$ ». Воно призводить до збільшення долі карбіду  $M_7C_3$  до 29,5 мол.% із відповідним зменшенням долі аустеніту до 44 мол.% і карбіду  $M_3C_2$  – до 26,5 мол.%.

Термодинамічні характеристики компонентів та хімічний склад фаз (для 1000 К та атмосферного тиску) наведені в таблицях 4 і 5. Для сплаву 500X40N40C2РЦ отримано: молярна маса – 48,47 г/моль; ентальпія ( $\Delta H_{1000}^\circ$ ) –  $1,48 \cdot 10^4$  Дж/моль; енергія Гіббса ( $\Delta G_{1000}^\circ$ ) –  $(-1,90 \cdot 10^4)$  Дж/моль.

Таблиця 4

Термодинамічні характеристики компонентів у сплаві 500X40N40C2РЦ (при 1000 К та  $10^5$  Па)

Компоненти	Молярна доля	Активність	Потенціал, Дж/моль
C	0,121	$3,28 \cdot 10^{-3}$	$-4,76 \cdot 10^4$
Cr	0,372	$5,33 \cdot 10^{-1}$	$-5,22 \cdot 10^3$
Fe	0,119	$1,76 \cdot 10^{-1}$	$-4,44 \cdot 10^4$
Mn	0,00882	$8,32 \cdot 10^{-4}$	$-5,90 \cdot 10^4$
Ni	0,0330	$2,91 \cdot 10^{-1}$	$-1,03 \cdot 10^4$
Si	0,0345	$4,99 \cdot 10^{-7}$	$-1,21 \cdot 10^5$



Як впливає із табл. 5, нікель і кремній практично повністю зосереджені в аустеніті, в той час як вуглець і хром – у карбідах  $M_7C_3$  і  $M_3C_2$ . Із порівняння таблиць 3 і 5 видно, що карбіди в сплаві 500X40H40C2PЦ вміщують значно більше хрому (на 16–16,5 %) і значно менше заліза (на 13–19 %), ніж в сплаві У30Х25Н3С3. Натомість нікель практично повністю відсутній в карбідах в сплаві 500X40H40C2PЦ на відміну від У30Х25Н3С3.

Таблиця 5

Рівноважний фазовий хімічний склад сплаву 500X40H40C2PЦ (при 1000 К та  $10^5$  Па)

Фаза	Вміст елементів, мас. %:					
	C	Cr	Mn	Ni	Si	Fe
FCC_A1#1 (аустеніт)	0,0001	13,18	1,75	60,45	2,75	21,96
M7C3#1 (карбід $M_7C_3$ )	8,92	86,19	1,53	0,007	0,00	3,36
M3C2#1 (карбід $M_3C_2$ )	13,33	86,67	0,00	0,00	0,00	0,00

Таким чином, згідно із результатами моделювання в термодинамічно рівноважному стані сплав 500X40H40C2PЦ має мікроструктуру, яка складається із аустеніту, гексагонального карбіду  $M_7C_3$  і ромбічного карбіду  $M_3C_2$ .

## 6. Обговорення результатів термодинамічного моделювання

Отримані результати показали, що при повільному охолодженні в сплавах У30Х25Н3С3 і 500X40H40C2PЦ формується заевтектична структура з великою кількістю карбідних фаз. При цьому об'ємна доля карбідів в сплаві 500X40H40C2PЦ є вищою ніж в У30Х25Н3С3 (56 мол.% проти 41 мол.%). Різниця в кількості карбідів може по різному відбитися на співвідношенні абразивної/ерозійної зносостійкості сплавів в залежності від динаміки контакту абразивної частки з поверхнею. В умовах ударного контакту при кутах атаки від 30 до 60 градусів можливе розтріскування та викришування первинних карбідів, що призведе до зниженого рівня зносостійкості 500X40H40C2PЦ. Ці процеси можуть посилюватися за рахунок залишкових напруг, які є характерною ознакою зварювання та наплавлення [19]. При контакті під кутами, близькими до тангенційного або нормального напрямів, наявність великої кількості карбідів може забезпечити цьому сплаву підвищений опір зношуванню.

Значні розбіжності в хімічному складі карбідів в аналізованих сплавах можуть обумовити різницю в мікротвердості карбідних фаз на користь сплаву 500X40H40C2PЦ. Це може бути пов'язано із більш високим вмістом хрому із відповідним посиленням ковалентної складової в міжатомних зв'язках [20].

Висока концентрація нікелю (40 %) в сплаві 500X40H40C2PЦ забезпечує в ньому формування аустенітної структури металевої матриці, в той час як недостатність нікелю в сплаві У30Х25Н3С3 призводить до утворення двофазного ( $\square + \square$ ) стану матриці.

Як впливає із рис. 3, в сплаві 500X40H40C2PЦ у термодинамічно рівноважних умовах відсутня графітна фаза. Втім, вже при 5,5 % С сплав вміщує в своєму складі графіт, який утворюється в сплавах із 5,5–6,0 % С при 1240 °С за

евтектичною реакцією «L  $\square$  Аустеніт (FCC\_A1) +  $M_7C_3$  + Графіт». При вмісті вуглецю вище 6,0 % графіт починає кристалізуватися із рідини при температурі вище 1500 °C ще до появи первинних карбідів  $M_7C_3$ . Згідно із результатами моделювання кількість графіту при 5,5–6,0 % C може становити 3-4 мол. %. Таким чином, сплав 500X40H40C2РЦ досить близько розташований до концентраційного інтервалу існування графітної фази, що є важливим з огляду на негативний вплив останнього на абразивну (ерозійну) зносостійкість сплавів. При незначних коливаннях складу порошкової стрічки, або внаслідок недостатнього перемішування елементів при кристалізації наплавки в ній можуть виникнути зони, збагачені на вуглець, де створяться умови для формування графіту.

Дослідження структуроутворення шляхом термодинамічного моделювання має певні обмеження. Вони витікають із умови досягнення термодинамічно стабільного стану системи, яка передбачає низьку швидкість кристалізації. Це призводить до можливих недоліків дослідження, пов'язаних із можливістю неповної відповідності результатів моделювання реальному стану мікроструктури, яка формується при досить високих швидкостях охолодження, характерних для електродугового нанесення покриттів.

Перевагою дослідження є отримання теоретично обґрунтованих даних щодо типу фаз, їх стехіометричного хімічного складу та об'ємного співвідношення, які відображають природу міжатомної взаємодії в багатокомпонентних сплавах У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ. Особливо це стосується останнього сплаву. Він відрізняється від більшості Fe-Cr-C наплавлювальних матеріалів заміщенням значної кількості заліза на нікель, а тому відноситься до іншої системи легування (Ni-Cr-C), яка вивчена в значно меншій мірі.

Отримані результати можуть бути корисними в практиці при визначенні доцільності застосування наплавлювальних матеріалів в конкретних умовах експлуатації, а також при управлінні структурним станом покриття за рахунок оптимізації технологічних параметрів його нанесення.

Подальшим розвитком цієї роботи може бути дослідження реальної мікроструктури і фазового стану сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111, відповідно. Це дасть змогу оцінити ступінь відповідності реальних (нестационарних) та термодинамічно рівноважних умов кристалізації з тим, щоб в подальшому враховувати це при моделюванні процесів структуроутворення в сплавах іншого хімічного складу. При цьому слід звертати увагу на необхідність правильного вибору баз даних при моделюванні, що дасть змогу отримати адекватні результати відносно сплавів конкретної системи легування.

## 7. Висновки

1. Термодинамічним моделюванням з використанням комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software» досліджено характер кристалізації сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ в рівноважних умовах. Встановлено, що їх кристалізація починається із формування первинних карбідів  $M_7C_3$  з подальшою евтектичною реакцією «Рідина  $\square$  Аустеніт +  $M_7C_3$ ». В сплавах також відбуваються твердофазні структурні перетворення, а саме: в У30Х25Н3С3 – пере-

творення аустеніту в ферит (нижче 830 °C), в 500X40H40C2PЦ – карбідні перетворення  $M_7C_3 \rightleftharpoons M_3C_2$  (нижче 1081 °C).

2. Визначено термодинамічно стабільний фазовий стан сплавів, який при температурах нижче 700 °C представлено таким набором фаз: в сплаві У30Х25Н3С3 – аустеніт, ферит, карбід  $M_7C_3$ ; в сплаві 500Х40Н40С2РЦ – аустеніт, карбід  $M_7C_3$ , карбід  $M_3C_2$ . Розраховано термодинамічні характеристики, отримано стехіометричний хімічний склад та об'ємну долю вказаних фаз в структурі кожного із сплавів.

### Література

1. Ворончук А. П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки // Автоматическая сварка. 2014. № 6-7. С. 75–78.
2. Chigarev V. V., Belik A. G. Flux-cored strips for surfacing // Welding International. 2012. Vol. 26, Issue 12. P. 975–979. doi: 10.1080/09507116.2012.694643
3. Жудра А. П., Ворончук А. П. Наплавочные порошковые ленты // Автоматическая сварка. 2012. № 1. С. 39–44.
4. High Wear Resistance of White Cast Iron Treated by Novel Process: Principle and Mechanism / Jia X., Zuo X., Liu Y., Chen N., Rong Y. // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 46, Issue 12. P. 5514–5525. doi: 10.1007/s11661-015-3137-4
5. Abrasive wear of V–Nb–Ti alloyed high-chromium white irons / Bedolla-Jacuinde A., Guerra F. V., Mejía I., Zuno-Silva J., Rainforth M. // Wear. 2015. Vol. 332–333. P. 1006–1011. doi: 10.1016/j.wear.2015.01.049
6. Abrasive resistance of metastable V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method / Efremenko V. G., Shimizu K., Cheiliakh A. P., Pastukhova T. V., Chabak Y. G., Kusumoto K. // International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2016. Vol. 23, Issue 6. P. 645–657. doi: 10.1007/s12613-016-1277-1
7. Effect of Ti–V–Nb–Mo Addition on Microstructure of High Chromium Cast Iron / Youping M., Xiulan L., Yugao L., Shuyi Z., Xiaoming D. // China Foundry. 2012. Vol. 9, Issue 2. P. 148–153.
8. Pulsed plasma deposition of Fe–C–Cr–W coating on high–Cr–cast iron: Effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness / Efremenko V. G., Chabak Y. G., Lekatou A., Karantzalis A. E., Shimizu K., Fedun V. I. et. al. // Surface and Coatings Technology. 2016. Vol. 304. P. 293–305. doi: 10.1016/j.surfcoat.2016.07.016
9. Effect of bulk heat treatment and plasma surface hardening on the microstructure and erosion wear resistance of complex-alloyed cast irons with spheroidal vanadium carbides / Efremenko V. G., Shimizu K., Pastukhova T. V., Chabak Y. G., Kusumoto K., Efremenko A. V. // Journal of Friction and Wear. 2017. Vol. 38, Issue 1. P. 58–64. doi: 10.3103/s1068366617010056
10. Microstructure of high (45wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion / Tang X. H., Chung R., Pang C. J., Li D. Y.,

Hinckley B., Dolman K. // Wear. 2011. Vol. 271, Issue 9-10. P. 1426–1431. doi: 10.1016/j.wear.2010.11.047

11. Microstructure And Erosion-Corrosion Behaviour Of As-Cast High Chromium White Irons Containing Molybdenum In Aqueous Sulfuric-Acid Slurry / Imurai S., Thanachayanont C., Pearce J. T. H., Chairuangstri T. // Archives of Metallurgy and Materials. 2015. Vol. 60, Issue 2. P. 919–923. doi: 10.1515/amm-2015-0230

12. High-Temperature Oxidation and Decarburization of 14.55 wt pct Cr-Cast Iron in Dry Air Atmosphere / Efremenko V. G., Chabak Y. G., Lekatou A., Karantzalis A. E., Efremenko A. V. // Metallurgical and Materials Transactions A. 2016. Vol. 47, Issue 4. P. 1529–1543. doi: 10.1007/s11661-016-3336-7

13. Малинов В. Л., Чигарев В. В., Воробьев В. В. Новые порошковые ленты для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и газоабразивного воздействия // Захист металургійних машин від поломок. 2012. Вип. 14. С. 252–258.

14. Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding (GTAW) / Lin C.-M., Chang C.-M., Chen J.-H., Hsieh C.-C., Wu W. // Surface and Coatings Technology. 2010. Vol. 205, Issue 7. P. 2590–2596. doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.10.004

15. Yüksel N., Şahin S. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys // Materials & Design. 2014. Vol. 58. P. 491–498. doi: 10.1016/j.matdes.2014.02.032

16. Ilinykh N., Krivorogova A. Thermodynamic modeling of fluxing alloys of Ni–C–Cr–Si–B system // The European Physical Journal Special Topics. 2017. Vol. 226, Issue 5. P. 1115–1121. doi: 10.1140/epjst/e2016-60240-0

17. Phase Diagram Calculation and Analyze on Cast High-Boron High-Speed Steel / Yang Y., Fu H., Lei Y., Wang K., Zhu L., Jiang L. // Journal of Materials Engineering and Performance. 2015. Vol. 25, Issue 2. P. 409–420. doi: 10.1007/s11665-015-1847-9

18. Тугоплавкие карбиды / под ред. Г. В. Самсонова. К.: Наукова думка, 1970. 276 с.

19. Fatigue crack growth resistance of welded joints simulating the weld-repaired railway wheels metal / Ostash O. P., Kulyk V. V., Poznyakov V. D., Haivorons'kyi O. A., Markashova L. I., Vira V. V. et. al. // Archives of Materials Science and Engineering. 2017. Vol. 2, Issue 86. P. 49–52. doi: 10.5604/01.3001.0010.4885

20. Beneficial Effects of the Core–Shell Structure of Primary Carbides in High-Cr (45 wt%) White Cast Irons on Their Mechanical Behavior and Wear Resistance / Tang X. H., Li L., Hinckley B., Dolman K., Parent L., Li D. Y. // Tribology Letters. 2015. Vol. 58, Issue 3. doi: 10.1007/s11249-015-0522-5